

PRODUCING METHOD FOR HIGHLY WEAR RESISTANT AND HIGH TOUGHNESS RAIL**Publication number:** JP2001234238**Publication date:** 2001-08-28**Inventor:** UCHINO KOICHI; HIRAGAMI DAISUKE; KARIMINE KENICHI**Applicant:** NIPPON STEEL CORP**Classification:**

- International: B21B3/00; C21D8/00; C22C38/00; C22C38/52;
C22C38/00; C22C38/52; B21B3/00; C21D8/00;
C22C38/00; C22C38/52; C22C38/00; C22C38/52;
(IPC1-7): C22C38/00; C22C38/52; C21D8/00; B21B3/00

- european:**Application number:** JP20000040636 20000218**Priority number(s):** JP20000040636 20000218[Report a data error here](#)**Abstract of JP2001234238**

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a producing method for a high toughness rail by which toughness is moreover imparted to steel with a pearlitic structure of high carbon excellent in strength and wear resistance by suppressing the growth of recrystallized fine grains & gamma in the process of rolling and after rolling. **SOLUTION:** At the time of rolling steel containing 0.60 to 1.20% C into a rail, in finish rolling, continuous rolling in which rolling at a reduction of cross-sectional area by 5 to 30% per pass is applied for ≥ 2 passes, and the time between the rolling passes is ≤ 8 sec is performed at 850 to 1,000 deg.C and the steel is successively cooled to 800 to 950 deg.C at a cooling rate of 0.5 to 50 deg.C/s and is thereafter subjected to air cooling or accelerated cooling.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-234238

(P2001-234238A)

(43) 公開日 平成13年8月28日 (2001.8.28)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード [*] (参考)
C 2 1 D 8/00		C 2 1 D 8/00	B 4 K 0 3 2
B 2 1 B 3/00		B 2 1 B 3/00	D
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
38/52		38/52	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願2000-40636 (P2000-40636)

(22) 出願日 平成12年2月18日 (2000.2.18)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 内野 耕一

北九州市戸畑区飛幡町1-1 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 平上 大輔

北九州市戸畑区飛幡町1-1 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高耐摩耗・高韌性レールの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 圧延中および圧延後の再結晶細粒 γ の粒成長を抑制することで、強度と耐摩耗性に優れた高炭素のパーライト組織を呈した鋼に、さらに韌性を付与した高韌性レールの製造法を提供する。

【解決手段】 Cを0.60~1.20%含む鋼をレールに圧延する際、仕上げ圧延において、850~1000℃の間で1パス当たり断面減少率5~30%の圧延を2パス以上で且つ圧延パス間を8秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いて冷却速度が0.5~50℃/sで800~950℃まで冷却し、その後、放冷または加速冷却する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%でC：0.60～1.20%を含む鋼片を、レール形状に粗圧延した後、該レールの表面温度が850～1000℃の間を1パス当たり断面減少圧下率が5～30%の圧延を2パス以上でかつ圧延パス間を10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度を0.5℃/秒以上で800～950℃まで冷却し、その後、放冷もしくは加速冷却を行うことを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高韌性レールの製造方法。

【請求項2】 質量%で、

C：0.60～1.20%、
を含み、さらに
Si：0.10～1.20%、
Mn：0.40～1.50%、
Cr：0.05～2.00%、
Mo：0.01～0.30%、
V：0.01～0.30%、
Nb：0.002～0.050%、
Cu：0.05～2.00%、
Ni：0.05～2.00%、
Co：0.10～2.00%、
Ti：0.005～0.100%、
Ca：0.0005～0.0100%、
Mg：0.0005～0.0100%

の1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼片をレール形状に粗圧延した後、該レールの表面温度が850～1000℃の間を1パス当たり断面減少圧下率が5～30%の圧延を2パス以上でかつ圧延パス間を10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度が0.5℃/秒以上で800～950℃まで冷却し、その後、放冷もしくは加速冷却を行うことを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高韌性レールの製造方法。

【請求項3】 質量%で、

C：0.6～1.20%、
を含み、さらに
Si：0.10～1.20%、
Mn：0.40～1.50%、
Cr：0.05～2.00%、
Mo：0.01～0.30%、
V：0.01～0.30%、
Nb：0.002～0.050%、
Cu：0.05～2.00%、
Ni：0.05～2.00%、
Co：0.10～2.00%、
Ti：0.005～0.100%、
Ca：0.0005～0.0100%、
Mg：0.0005～0.0100%

の1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可

避的不純物からなる鋼片をレール形状に粗圧延した後、該レールの表面温度が850～1000℃の間を1パス当たり断面減少圧下率が5～30%の圧延を2パス以上でかつ圧延パス間を10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度が0.5℃/秒以上で800～950℃まで冷却し、その後、700℃以上の温度から500℃までの間を2～15℃/秒で冷却することを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高韌性レールの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【発明の属する技術分野】

【0001】本発明は、鉄道その他産業機械用として使用される強度と耐摩耗性に優れた高炭素のパーライト組織を呈した鋼に韌性を付与した高韌性レールの製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】高炭素でパーライトの金属組織を呈した鋼は強度が高く、耐摩耗性が良好なことから、構造材料として使用され、中でも鉄道車両の質量増加に伴う高軸荷重化や高速輸送化に対応してレールに特に多く使用されている。

【0003】このような鋼材の製造法としては、例えば特開昭55-276号公報には「パーライト組織を呈しやすい特定成分の鋼をAc3点以上の加熱温度から冷却して450～600℃の温度で恒温変態させて、微細パーライト組織を生成させる硬質レールの製造法」、また特開昭58-221229号公報には「C：0.65～0.85%、Mn：0.5～2.5%を含有して高温の熱を保有した高Mnレールを急冷し、レールまたはレールヘッドの組織を微細なパーライトとして耐摩耗性を改善したレールの熱処理法」、さらに特開昭59-133322号公報には「安定してパーライト組織が得られる特定成分の圧延レールを、Ar3点以上の温度から特定温度の熔融塩浴中に浸漬して、レール頭頂部表面下約10mmまでにHv>350の硬さをもつ微細なパーライト組織を呈するレールの熱処理方法」が開示されているごとく、多くの技術が知られている。

【0004】しかしながら、パーライト鋼の強度や耐摩耗性は合金元素の添加によって所要の規格品が容易に得られるとはいえ、韌性はフェライト組織を主体とした鋼に比較して著しく低く、例えばパーライトレール鋼ではJIS3号Uノッチシャルピー試験での常温試験値で10～20J程度である。このように韌性の低い鋼を繰返し荷重や振動の掛かる分野で構造部材として使用した場合、微小な初期欠陥や疲労き裂から低応力脆性破壊を引き起こす問題があった。

【0005】一般に、鋼の韌性を向上させる手段には金属組織の微細化、すなわちオーステナイト組織の細粒化や粒内変態によって達成されるものと言われている。オーステナイト組織の細粒化は、例えば圧延時の低温加熱

あるいは特開昭63-277721号公報に開示されているように制御圧延と加熱処理の組み合わせ、また圧延後の低温加熱処理などが利用されている。しかし、レールの製造法においては、成形性確保の観点から圧延時の低温加熱や制御圧延における低温圧延、大压下圧延の適用が困難な理由から、今日においても従来から低温加熱処理による韌性の向上が図られている。ところがこの方法も近來の各鋼製品における省力化・生産性向上技術の開発が進められる中で、製造コストが高く、生産性も低いなどの問題があり、これらの早期開発が望まれている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記した問題を解消しようとするものであり、レール成形上、低温あるいは大压下に依っていた制御圧延の問題を克服し、

C : 0.60~1.20%を含有し、さらに必要に応じて、
 Si : 0.10~1.20%、 Mn : 0.40~1.50%、
 Cr : 0.05~2.00%、 Mo : 0.01~0.30%、
 V : 0.01~0.30%、 Nb : 0.002~0.050%、
 Cu : 0.05~2.00%、 Ni : 0.05~2.00%、
 Co : 0.10~2.00%、 Ti : 0.005~0.100%、
 Ca : 0.0005~0.0100%、 Mg : 0.0005~0.0100%

の一種または2種以上を含有し、その金属組織がパーライトを呈する鋼をレール圧延するに際して、粗形圧延を経たのち、最終仕上げ圧延工程において該レールの表面温度が850~1000℃の間を1パス当たり断面減少圧下率が5~30%の圧延を2パス以上でかつ圧延パス間を10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度が0.5℃/秒(s)以上で800~950℃まで冷却し、その後放冷、または加速冷却を行うことを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高韌性レールの製造方法である。上記加速冷却は700℃以上の温度から500℃までの間を2~15℃/sで冷却することが好ましい。

【0009】

【発明の実施の形態】以下、本発明について詳細に説明する。まず、本発明において鋼成分を上記のように限定した理由について説明する。

【0010】Cはパーライト組織を生成させて耐摩耗性を確保する有効な成分として0.60%以上の含有が必要である。しかし、1.20%を超える高い含有量ではセメンタイト組織を多く析出して硬さは増加するが、延性は低下し、本発明の目的である韌性を著しく低下させる。

【0011】本発明は、少なくとも上記のような共析炭素近傍の炭素含有量の鋼特有のオーステナイトの再結晶挙動の知見に基づいているため、さらに各種合金を添加しても金属組織がパーライトを呈する範囲では何ら差し障りはない。このため、強度や延性、韌性を向上させることを目的として、以下の合金元素を適宜添加すること

共析鋼特有の制御圧延をおこない、レール鋼等のような共析炭素鋼の韌性を向上させる方法を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、細粒のパーライト組織を得て韌性を向上させた鋼を製造するために、鋼成分とその製造法から多くの実験を試みた結果、共析炭素鋼に近い高炭素の鋼はそのオーステナイト状態での加工において、比較的低温で、かつ小さい压下量でも圧延直後に再結晶することを見だし、小压下の連続圧延によって整粒の微細オーステナイト粒を得、その結果、細粒のパーライト組織が得られることを知見した。

【0008】本発明はこのような知見に基づいて構成したものであって、その要旨とするところは、質量%で

ができる。

【0012】Siは、パーライト組織中のフェライト相への固溶体硬化によりレール頭部の硬度(強度)を上昇させる元素であるが、0.10%未満ではその効果が十分に期待できず、また1.20%を超えると、熱間圧延時に表面斑が多く生成することや、酸化物の生成により溶接性が低下するため、Si量を0.10~1.20%に限定した。

【0013】Mnは、パーライト変態温度を低下させ、焼入れ性を高めることによって高強度化に寄与し、さらに初析セメンタイト組織の生成を抑制する元素であるが、0.40%未満の含有量ではその効果が小さく、レール頭部に必要とされる硬さの確保が困難となる。また、1.50%を超えると、焼入れ性が著しく増加し、マルテンサイト組織が生成し易くなることや、偏析が助長され、偏析部にレールの韌性に有害な初析セメンタイト組織が生成し易くなるため、Mn量を0.40~1.50%に限定した。

【0014】Crは、パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にして高強度化に寄与すると同時に、パーライト組織中のセメンタイト相を強化することにより耐摩耗性を向上させる元素であるが、0.05%未満ではその効果が小さく、2.00%を超える過剰な添加を行うと、マルテンサイト組織が多量に生成し、レールの韌性を低下させるため、Cr量を0.05~2.00%に限定した。

【0015】Moは、Cr同様パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にするこ

とにより高強度化に寄与し、耐摩耗性を向上させる元素であるが、0.01%未満ではその効果が小さく、0.30%を超える過剰な添加を行うと偏析が助長され、さらにパーライト変態速度が低下し、偏析部にマルテンサイト組織が生成し、レールの靱性が低下するため、Mo量を0.01~0.30%に限定した。

【0016】Vはレール頭部の熱処理において、レール頭部と比較して冷却速度の遅いレール頭部内部で炭化物や窒化物を形成し、パーライト組織中のフェライト地に析出することにより、頭部内部の硬度を向上させる元素であるが、0.01%未満では、炭化物や窒化物の形成が困難となり、レール頭部内部のパーライト組織の析出硬化が困難となる。また、0.30%を超えて添加してもそれ以上の効果が期待できないため、V量を0.01~0.30%に限定した。

【0017】Nbは、Vと同様にNb炭化物、Nb窒化物による析出硬化で強度を高め、さらに、高温域に加熱する熱処理が行われる際に結晶粒の成長を抑制する作用によりオーステナイト粒を微細化させ、そのオーステナイト粒成長抑制効果はVよりも高温域(1200℃近傍)まで作用し、パーライト組織の延性と靱性を改善する。その効果は、0.002%未満では期待できず、また0.050%を超える過剰な添加を行ってもそれ以上の効果が期待できない。従って、Nb量を0.002~0.050%に限定した。

【0018】Cuは、パーライト鋼の靱性を損なわず強度を向上させる元素であり、その効果は0.05~2.00%の範囲で最も大きく、また2.00%を超えると赤熱脆化を生じやすくなることから、Cu量を0.05~2.00%に限定した。

【0019】Niは、パーライト鋼の延性と靱性を向上させ、同時に、固溶強化によりパーライト鋼の高強度化を図る元素であるが、0.05%未満ではその効果が著しく小さく、また2.00%を超える過剰な添加を行ってもそれ以上の効果が期待できない。したがって、Ni量を0.05~2.00%に限定した。

【0020】Coは、パーライトの変態エネルギーを増加させて、パーライト組織を微細にすることにより強度を向上させる元素であるが、0.10%未満ではその効果が期待できず、また2.00%を超える過剰な添加を行ってもその効果が飽和域に達してしまうため、Co量を0.10~2.00%に限定した。

【0021】Tiは、レール圧延時の再加熱において、析出したTi炭化物、Ti窒化物が溶解しないことを利用して、圧延加熱時のオーステナイト結晶粒の微細化を図り、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な成分である。しかし、0.005%未満ではその効果が少なく、0.100%を超えて添加すると、粗大なTi炭化物、Ti窒化物が生成して、レール使用中の疲労損傷の起点となり、き裂を発生させるため、Ti量を

0.005~0.100%に限定した。

【0022】Caは、不可避的不純物であるSとの結合力が強く、CaSとして硫化物を形成し、さらにCaSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲にMnの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0005%未満ではその効果は弱く、0.0100%を超えて添加するとCaの粗大酸化物が生成してレール延性や靱性を劣化させるため、Ca量を0.0005~0.0100%に限定した。

【0023】Mgは、O、またはSやAl等と結合して微細な酸化物を形成し、レール圧延時の再加熱において結晶粒の粒成長を抑制し、オーステナイト粒の微細化を図り、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な元素である。さらに、MgO、MgSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲にMnの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0005%未満ではその効果は弱く、また0.0100%を超えて添加するとMgの粗大酸化物が生成してレール延性や靱性を劣化させるため、Mg量を0.0005~0.0100%に限定した。

【0024】上記のような成分組成で構成されるレール鋼は、転炉、電気炉などの通常使用される溶解炉で溶製を行い、この溶鋼を造塊・分塊法あるいは連続鋳造法、さらに熱間圧延を経てレールとして製造される。次に、この熱間圧延した高温の熱を保有するレール、あるいは熱処理する目的で高温に再加熱されたレール頭部に熱処理を施すことにより、レール頭部に硬さの高いパーライト組織を安定的に生成させることが可能となる。

【0025】レール鋼の圧延では鋳片の粗形圧延を行った後の仕上げ圧延段階においては、レールの成形性確保の観点からその1パス当たりの圧下量は断面減少率にして通常5~30%の比較的小さい範囲であり、仕上げ温度は1000℃程度である。これに対して、最近はやり低温で圧延し、延性や靱性の改善を目的とした制御圧延も行われている。

【0026】一般にフェライトを主体にした鋼の制御圧延の場合はオーステナイトの未再結晶領域まで圧延温度を低下させ、加工オーステナイト中へのひずみの導入によりフェライト核の増大を図り、細粒フェライトを得る制御圧延法が採られている。しかしながらパーライト鋼の場合は、共析変態のためパーライトの成長速度が大きく、オーステナイト粒内変態核が有効に作用せず、実質的に細粒パーライトが得られ難いことがわかった。したがって、整粒の細粒オーステナイト鋼を得ることがパーライト細粒化に必要なことがわかった。

【0027】かかる観点から、高炭素鋼のオーステナイ

トの再結晶挙動を詳細に検討した結果、1) 低炭素鋼に比較して低い温度まで、かつ低加工度で再結晶すること、2) 加工後、完全再結晶に要する時間が非常に小さい、すなわち圧延直後に再結晶を完了すること、3) 小さな圧下でも連続的に加工を加えると、その都度再結晶を繰り返す、次の加工までの粒成長が抑制されるため、整細粒の再結晶オーステナイト粒が得られることを知見した。これらの知見をもとにその最適な加工条件範囲を見出した。以下に条件の限定理由を述べる。

【0028】仕上げ圧延温度については850～1000℃の範囲が最適で850℃未満ではオーステナイトが未再結晶状態となり、先に述べたようにパーライトの微細化に有効でない。一方、1000℃超の場合は圧延後のオーステナイト粒の成長が大きく、パーライト変態時に混粒の粗粒オーステナイトとなり、パーライトの微細化に有効でない。

【0029】圧下率については5～30%の範囲で5%未満の場合は再結晶を発生させるに有効なひずみの導入ができず、また30%超の場合は再結晶には有効であるが、レール圧延工程での全断面減少量から圧延パス回数が十分に採れなくなることおよびレール成形が困難になることから有効でない。

【0030】パス間時間については10秒以下が必要である。高温におけるオーステナイト粒は隣接粒同士の合体による結晶粒の粗大化、混粒化、いわゆる粒成長が起こる。通常のリバース圧延や圧延機間の距離が大きい場合、パス間時間は20～25秒程度となり、この間に圧延されたオーステナイト粒のひずみの回復、再結晶、さらには粒成長が起こる。本発明では圧延直後に再結晶を完了するため、先に示したようなパス間時間の間に粒成長が生じ、再結晶により細粒となった効果が減じられる。パス間時間が10秒を超えるとこのパス間での粒成長の影響が看過できなくなる程に大きくなり、圧延再結晶によるオーステナイト粒の細粒化効果が減じ、目的を達成できない。

【0031】また、先に述べたように再結晶の繰り返しによる細粒化の観点から、少なくとも2パス以上の連続圧延が必要である。

【0032】以上の圧延を完了後、続いてレール表面での冷却速度が0.5℃/s以上で800～950℃まで冷却を行う理由について述べる。先に圧延パス間のオーステナイトの粒成長は圧延後10秒を超えるとその影響を看過できなくなることを述べたが、圧延終了後のオーステナイトの粒成長も同様な挙動をとる。この時、オーステナイトの温度を低下させることで粒成長の抑制が可

能となる。したがって、レール表面での冷却速度が0.5℃/s以上で800～950℃まで冷却することで粒成長への温度の影響を回避する必要がある。なお冷却速度の上限は特に規定しないが、例えばガスを吹き付けて冷却する方法ではおよそ50℃/s位までの速度で冷却することができる。

【0033】レールはその後さらに常温まで冷却される。この冷却は放冷でもよいが、強度をさらに向上させる場合は加速冷却を行う。加速冷却は700以上の温度から500℃までの間で2～15℃/sで行うことが好ましく、以下にその限定理由について述べる。冷却開始温度は鋼のオーステナイト域、少なくとも700℃以上が必要でこれを下回る場合は有効な変態強化ができない。また、冷却速度は鋼の変態にかかわる温度範囲、すなわち700以上の温度から500℃までの間で2～15℃/sが必要で、2℃/s未満では放冷と比較して差が顕著でない変態強化しか得られない。また15℃/s超ではベイナイトあるいはマルテンサイトなどの異常組織の混入を招き、耐摩耗性や靱性を著しく阻害する。

【0034】上記のような本発明法によれば、細粒のパーライト組織を得、耐摩耗性に加え、靱性を向上させたレールを製造することができる。

【0035】

【実施例】表1に金属組織がパーライトを呈する供試鋼の化学成分を示す。表2は加熱条件と仕上げ圧延条件について本発明法および比較法を示す。表3は圧延直後の冷却条件を示す。表4は高強度化のための熱処理冷却条件を示す。表5に、表1から表4に示した鋼成分、圧延条件、圧延直後の冷却条件および高強度化のための熱処理冷却条件を組み合わせてレールを製造した場合の、本発明法および比較法のレール鋼の機械的性質を示す。本発明法では、鋼成分および冷却条件によりレールの強度は変化するが、延性値、靱性値は比較法のそれに比較して著しく高い値を示すことがわかる。

【0036】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ti
A	0.65	0.2	0.9					
B	0.8	0.5	1	0.2		0.05		
C	0.75	0.8	0.8	0.5			0.02	0.01
D	0.8	0.25	0.9	1.2	0.2			
E	0.95	0.2	0.8					

【0037】

【表2】

:(6) 001-234238 (P2001-K38)

	符号	加熱温度 ℃	仕上げ圧延条件								
			1パス目			2パス目			3パス目		
			温度 ℃	圧下率 %	パス間隔 秒	温度 ℃	圧下率 %	パス間隔 秒	温度 ℃	圧下率 %	パス間隔 秒
本 発 明 法	a	1250	1000	25	1	1000	5	1	1000	15	-
	b	1250	950	30	1	950	5	5	950	10	-
	c	1250	950	30	1	950	10	-	-	-	-
	d	1250	880	15	1	880	5	7	875	10	-
	e	1100	1000	25	1	1000	5	-	-	-	-
	f	1250	950	30	1	950	2	-	-	-	-
比 較 法	g	1250	1000	25	1	1000	5	25	980	16	-
	h	1250	1000	25	20	985	15	20	970	5	-
	i	1100	950	30	1	950	2	-	-	-	-

【0038】

【表3】

符号	冷却開始温度 ℃	冷却終了温度 ℃	冷却速度 ℃/s
i	1000	800	40
ii	950	800	20
iii	850	800	0.5

符号	冷却開始温度 ℃	冷却終了温度 ℃	冷却速度 ℃/s
I	800	500	4
II	800	500	6
III	720	500	10
IV	750	500	12
V	680	500	12
VI	650	500	12
VII	800	500	1

【0040】

【表5】

【0039】

【表4】

	符号	鋼	圧延方法	圧延直後 冷却方法	熱処理 冷却方法	引張り強さ (MPa)	伸び (%)	αU_{2+20} (J/cm ²)
本 発 明 法	1	A	a	i	放冷	930	15	26
	2	B	b	ii	I	1215	16	33
	3	B	b	ii	III	1285	17	42
	4	D	b	ii	放冷	1100	13	28
	5	C	c	ii	II	1280	15	30
	6	B	d	iii	III	1265	17	44
	7	B	e	i	IV	1320	17	42
	8	E	e	i	III	1225	16	32
比 較 法	9	A	b	-	II	950	13	20
	10	C	c	-	放冷	1180	11	22
	11	A	f	-	放冷	940	12	18
	12	B	g	-	VII	1020	13	20
	13	D	h	-	放冷	1110	12	18
	14	B	i	-	V	1090	13	23
	15	E	i	-	VI	970	12	17

【0041】

【発明の効果】以上述べたように、本発明の方法により
圧延中および圧延後の再結晶細粒オーステナイト(γ)

の粒成長を抑制することで、強度と耐摩耗性に優れた高
炭素のパーライト組織を呈した鋼にさらに韌性を付与し
た高韌性レールを得ることができる。

フロントページの続き

(72)発明者 狩峰 健一

北九州市戸畑区飛幡町1-1 新日本製鐵
株式会社八幡製鐵所内

Fターム(参考) 4K032 AA06 AA07 AA08 AA09 AA10

AA11 AA12 AA14 AA15 AA16

AA19 AA22 AA23 AA24 AA31

AA32 AA35 AA36 CB01 CC04

CD01 CD02 CD03 CD05

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-234238

(43)Date of publication of application : 28.08.2001

(51)Int.Cl.

C21D 8/00
B21B 3/00
// C22C 38/00
C22C 38/52

(21)Application number : 2000-040636

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 18.02.2000

(72)Inventor : UCHINO KOICHI
HIRAGAMI DAISUKE
KARIMINE KENICHI

(54) PRODUCING METHOD FOR HIGHLY WEAR RESISTANT AND HIGH TOUGHNESS RAIL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a producing method for a high toughness rail by which toughness is moreover imparted to steel with a pearlitic structure of high carbon excellent in strength and wear resistance by suppressing the growth of recrystallized fine grains γ in the process of rolling and after rolling.

SOLUTION: At the time of rolling steel containing 0.60 to 1.20% C into a rail, in finish rolling, continuous rolling in which rolling at a reduction of cross-sectional area by 5 to 30% per pass is applied for ≥ 2 passes, and the time between the rolling passes is ≤ 8 sec is performed at 850 to 1,000° C and the steel is successively cooled to 800 to 950° C at a cooling rate of 0.5° to 50° C/s and is thereafter subjected to air cooling or accelerated cooling.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C) 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-234238

(P2001-234238A)

(43) 公開日 平成13年 8 月28日 (2001.8.28)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
C 2 1 D 8/00		C 2 1 D 8/00	B 4 K 0 3 2
B 2 1 B 3/00		B 2 1 B 3/00	D
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
38/52		38/52	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願2000-40636(P2000-40636)

(22) 出願日 平成12年 2 月18日 (2000.2.18)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 内野 耕一

北九州市戸畑区飛橋町 1 - 1 新日本製鐵
株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 平上 大輔

北九州市戸畑区飛橋町 1 - 1 新日本製鐵
株式会社八幡製鐵所内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外 1)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高耐摩耗・高靱性レールの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 圧延中および圧延後の再結晶細粒 γ の粒成長を抑制することで、強度と耐摩耗性に優れた高炭素のパーライト組織を呈した鋼に、さらに靱性を付与した高靱性レールの製造法を提供する。

【解決手段】 C を 0.60 ~ 1.20% 含む鋼をレールに圧延する際、仕上げ圧延において、850 ~ 1000℃の間で 1 パス当たり断面減少率 5 ~ 30% の圧延を 2 パス以上で且つ圧延パス間を 8 秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いて冷却速度が 0.5 ~ 50℃/s で 800 ~ 950℃まで冷却し、その後、放冷または加速冷却する。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量％で C : 0.60～1.20％を含む鋼片を、レール形状に粗圧延した後、該レールの表面温度が 850～1000℃の間を 1パス当たり断面減少圧下率が 5～30％の圧延を 2パス以上でかつ圧延パス間を 10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度を 0.5℃/秒以上で 800～950℃まで冷却し、その後、放冷もしくは加速冷却を行うことを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高靱性レールの製造方法。

【請求項 2】 質量％で、

C : 0.60～1.20％、
を含み、さらに
Si : 0.10～1.20％、
Mn : 0.40～1.50％、
Cr : 0.05～2.00％、
Mo : 0.01～0.30％、
V : 0.01～0.30％、
Nb : 0.002～0.050％、
Cu : 0.05～2.00％、
Ni : 0.05～2.00％、
Co : 0.10～2.00％、
Ti : 0.005～0.100％、
Ca : 0.0005～0.0100％、
Mg : 0.0005～0.0100％

の 1種または 2種以上を含有し、残部が Fe および不可避免的な不純物からなる鋼片をレール形状に粗圧延した後、該レールの表面温度が 850～1000℃の間を 1パス当たり断面減少圧下率が 5～30％の圧延を 2パス以上でかつ圧延パス間を 10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度が 0.5℃/秒以上で 800～950℃まで冷却し、その後、放冷もしくは加速冷却を行うことを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高靱性レールの製造方法。

【請求項 3】 質量％で、

C : 0.6～1.20％、
を含み、さらに
Si : 0.10～1.20％、
Mn : 0.40～1.50％、
Cr : 0.05～2.00％、
Mo : 0.01～0.30％、
V : 0.01～0.30％、
Nb : 0.002～0.050％、
Cu : 0.05～2.00％、
Ni : 0.05～2.00％、
Co : 0.10～2.00％、
Ti : 0.005～0.100％、
Ca : 0.0005～0.0100％、
Mg : 0.0005～0.0100％

の 1種または 2種以上を含有し、残部が Fe および不可

避的な不純物からなる鋼片をレール形状に粗圧延した後、該レールの表面温度が 850～1000℃の間を 1パス当たり断面減少圧下率が 5～30％の圧延を 2パス以上でかつ圧延パス間を 10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度が 0.5℃/秒以上で 800～950℃まで冷却し、その後、700℃以上の温度から 500℃までの間を 2～15℃/秒で冷却することを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高靱性レールの製造方法。

10 【発明の詳細な説明】

【発明の属する技術分野】

【0001】本発明は、鉄道その他産業機械用として使用される強度と耐摩耗性に優れた高炭素のパーライト組織を呈した鋼に靱性を付与した高靱性レールの製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】高炭素でパーライトの金属組織を呈した鋼は強度が高く、耐摩耗性が良好なことから、構造物材料として使用され、中でも鉄道車両の質量増加に伴う高軸荷重化や高速輸送化に対応してレールに特に多く使用されている。

【0003】このような鋼材の製造法としては、例えば特開昭 55-276 号公報には「パーライト組織を呈しやすい特定成分の鋼を Ac3 点以上の温度から冷却して 450～600℃の温度で恒温変態させて、微細パーライト組織を生成させる硬質レールの製造法」、また特開昭 58-221229 号公報には「C : 0.65～0.85％、Mn : 0.5～2.5％を含有して高温の熱を保有した高 Mn レールを急冷し、レールまたはレールヘッドの組織を微細なパーライトとして耐摩耗性を改善したレールの熱処理法」、さらに特開昭 59-133322 号公報には「安定してパーライト組織が得られる特定成分の圧延レールを、Ar3 点以上の温度から特定温度の熔融塩浴中に浸漬して、レール頭頂部表面下約 10mm までに Hv>350 の硬さをもつ微細なパーライト組織を呈するレールの熱処理方法」が開示されているごとく、多くの技術が知られている。

【0004】しかしながら、パーライト鋼の強度や耐摩耗性は合金元素の添加によって所要の規格品が容易に得られるとは言え、靱性はフェライト組織を主体とした鋼に比較して著しく低く、例えばパーライトレール鋼では JIS 3 号 U ノッチシャルピー試験での常温試験値で 10～20 J 程度である。このように靱性の低い鋼を繰返し荷重や振動の掛かる分野で構造物材として使用した場合、微小な初期欠陥や疲労き裂から低応力脆性破壊を引き起こす問題があった。

【0005】一般に、鋼の靱性を向上させる手段には金属組織の微細化、すなわちオーステナイト組織の細粒化や粒内変態によって達成されるものと言われている。オーステナイト組織の細粒化は、例えば圧延時の低温加熱

あるいは特開昭63-277721号公報に開示されているように制御圧延と加熱処理の組み合わせ、また圧延後の低温加熱処理などが利用されている。しかし、レールの製造法においては、成形性確保の観点から圧延時の低温加熱や制御圧延における低温圧延、大圧下圧延の適用が困難な理由から、今日においても従来から低温加熱処理による靱性の向上が図られている。ところがこの方法も近來の各鋼製品における省力化・生産性向上技術の開発が進められる中で、製造コストが高く、生産性も低いなどの問題があり、これらの早期開発が望まれている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記した問題を解消しようとするものであり、レール成形上、低温あるいは大圧下に依っていた制御圧延の問題を克服し、

C : 0.60~1.20%を含有し、さらに必要に応じて、
 Si : 0.10~1.20%、Mn : 0.40~1.50%、
 Cr : 0.05~2.00%、Mo : 0.01~0.30%、
 V : 0.01~0.30%、Nb : 0.002~0.050%、
 Cu : 0.05~2.00%、Ni : 0.05~2.00%、
 Co : 0.10~2.00%、Ti : 0.005~0.100%、
 Ca : 0.0005~0.0100%、Mg : 0.0005~0.0100%

の一種または2種以上を含有し、その金属組織がパーライトを呈する鋼をレール圧延するに際して、粗形圧延を経たのち、最終仕上げ圧延工程において該レールの表面温度が850~1000℃の間を1パス当たり断面減少圧下率が5~30%の圧延を2パス以上でかつ圧延パス間を10秒以下とする連続仕上げ圧延を施し、続いてレール表面での冷却速度が0.5℃/秒(s)以上で800~950℃まで冷却し、その後放冷、または加速冷却を行うことを特徴とするパーライト金属組織を呈した高耐摩耗・高靱性レールの製造方法である。上記加速冷却は700℃以上の温度から500℃までの間を2~15℃/sで冷却することが好ましい。

【0009】

【発明の実施の形態】以下、本発明について詳細に説明する。先ず、本発明において鋼成分を上記のように限定した理由について説明する。

【0010】Cはパーライト組織を生成させて耐摩耗性を確保する有効な成分として0.60%以上の含有が必要である。しかし、1.20%を超える高い含有量ではセメンタイト組織を多く析出して硬さは増加するが、延性は低下し、本発明の目的である靱性を著しく低下させる。

【0011】本発明は、少なくとも上記のような共析炭素近傍の炭素含有量の鋼特有のオーステナイトの再結晶挙動の知見に基づいているため、さらに各種合金を添加しても金属組織がパーライトを呈する範囲では何ら差し障りはない。このため、強度や延性、靱性を向上させることを目的として、以下の合金元素を適宜添加すること

共析鋼特有の制御圧延をおこない、レール鋼等のような共析炭素鋼の靱性を向上させる方法を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、細粒のパーライト組織を得て靱性を向上させた鋼を製造するために、鋼成分とその製造法から多くの実験を試みた結果、共析炭素鋼に近い高炭素の鋼はそのオーステナイト状態での加工において、比較的低温で、かつ小さい圧下量でも圧延直後に再結晶することを見だし、小圧下の連続圧延によって整粒の微細オーステナイト粒を得、その結果、細粒のパーライト組織が得られることを知見した。

【0008】本発明はこのような知見に基づいて構成したものであって、その要旨とするところは、質量%で

ができる。

【0012】Siは、パーライト組織中のフェライト相への固溶体硬化によりレール頭部の硬度(強度)を上昇させる元素であるが、0.10%未満ではその効果が十分に期待できず、また1.2%を超えると、熱間圧延時に表面疵が多く生成することや、酸化物の生成により溶接性が低下するため、Si量を0.10~1.20%に限定した。

【0013】Mnは、パーライト変態温度を低下させ、焼入れ性を高めることによって高強度化に寄与し、さらに初析セメンタイト組織の生成を抑制する元素であるが、0.40%未満の含有量ではその効果が小さく、レール頭部に必要とされる硬さの確保が困難となる。また、1.50%を超えると、焼入れ性が著しく増加し、マルテンサイト組織が生成し易くなることや、偏析が助長され、偏析部にレールの靱性に有害な初析セメンタイト組織が生成し易くなるため、Mn量を0.40~1.50%に限定した。

【0014】Crは、パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にして高強度化に寄与すると同時に、パーライト組織中のセメンタイト相を強化することにより耐摩耗性を向上させる元素であるが、0.05%未満ではその効果が小さく、2.00%を超える過剰な添加を行うと、マルテンサイト組織が多量に生成し、レールの靱性を低下させるため、Cr量を0.05~2.00%に限定した。

【0015】Moは、Cr同様パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にするこ

とにより高強度化に寄与し、耐摩耗性を向上させる元素であるが、0.01%未満ではその効果が小さく、0.30%を超える過剰な添加を行うと偏析が助長され、さらにパーライト変態速度が低下し、偏析部にマルテンサイト組織が生成し、レールの靱性が低下するため、Mo量を0.01~0.30%に限定した。

【0016】Vはレール頭部の熱処理において、レール頭表部と比較して冷却速度の違いレール頭部内部で炭化物や窒化物を形成し、パーライト組織中のフェライト地に析出することにより、頭部内部の硬度を向上させる元素であるが、0.01%未満では、炭化物や窒化物の形成が困難となり、レール頭部内部のパーライト組織の析出硬化が困難となる。また、0.30%を超えて添加してもそれ以上の効果が期待できないため、V量を0.01~0.30%に限定した。

【0017】Nbは、Vと同様にNb炭化物、Nb窒化物による析出硬化で強度を高め、さらに、高温域に加熱する熱処理が行われる際に結晶粒の成長を抑制する作用によりオーステナイト粒を微細化させ、そのオーステナイト粒成長抑制効果はVよりも高温域(1200℃近傍)まで作用し、パーライト組織の延性と靱性を改善する。その効果は、0.002%未満では期待できず、また0.050%を超える過剰な添加を行ってもそれ以上の効果が期待できない。従って、Nb量を0.002~0.050%に限定した。

【0018】Cuは、パーライト鋼の靱性を損なわず強度を向上させる元素であり、その効果は0.05~2.00%の範囲で最も大きく、また2.00%を超えると赤熱脆化を生じやすくなることから、Cu量を0.05~2.00%に限定した。

【0019】Niは、パーライト鋼の延性と靱性を向上させ、同時に、固溶強化によりパーライト鋼の高強度化を図る元素であるが、0.05%未満ではその効果が著しく小さく、また2.00%を超える過剰な添加を行ってもそれ以上の効果が期待できない。したがって、Ni量を0.05~2.00%に限定した。

【0020】Coは、パーライトの変態エネルギーを増加させて、パーライト組織を微細にすることにより強度を向上させる元素であるが、0.10%未満ではその効果が期待できず、また2.00%を超える過剰な添加を行ってもその効果が飽和域に達してしまうため、Co量を0.10~2.00%に限定した。

【0021】Tiは、レール圧延時の再加熱において、析出したTi炭化物、Ti窒化物が溶解しないことを利用して、圧延加熱時のオーステナイト結晶粒の微細化を図り、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な成分である。しかし、0.005%未満ではその効果が少なく、0.100%を超えて添加すると、粗大なTi炭化物、Ti窒化物が生成して、レール使用中の疲労損傷の起点となり、き裂を発生させるため、Ti量を

0.005~0.100%に限定した。

【0022】Caは、不可避的不純物であるSとの結合力が強く、CaSとして硫化物を形成し、さらにCaSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲にMnの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0005%未満ではその効果は弱く、0.0100%を超えて添加するとCaの粗大酸化物が生成してレール延性や靱性を劣化させるため、Ca量を0.0005~0.0100%に限定した。

【0023】Mgは、O、またはSやAl等と結合して微細な酸化物を形成し、レール圧延時の再加熱において結晶粒の粒成長を抑制し、オーステナイト粒の微細化を図り、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な元素である。さらに、MgO、MgSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲にMnの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の延性や靱性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0005%未満ではその効果は弱く、また0.0100%を超えて添加するとMgの粗大酸化物が生成してレール延性や靱性を劣化させるため、Mg量を0.0005~0.0100%に限定した。

【0024】上記のような成分組成で構成されるレール鋼は、転炉、電気炉などの通常使用される溶解炉で溶製を行い、この溶鋼を造塊・分塊法あるいは連続 casting 法、さらに熱間圧延を経てレールとして製造される。次に、この熱間圧延した高温の熱を保有するレール、あるいは熱処理する目的で高温に再加熱されたレール頭部に熱処理を施すことにより、レール頭部に硬さの高いパーライト組織を安定に形成させることが可能となる。

【0025】レール鋼の圧延では鋳片の粗形圧延を行った後の仕上げ圧延段階においては、レールの成形性確保の観点からその1パス当たりの圧下量は断面減少率にして通常5~30%の比較的小さい範囲であり、仕上げ温度は1000℃程度である。これに対して、最近ではより低温で圧延し、延性や靱性の改善を目的とした制御圧延も行われている。

【0026】一般にフェライトを主体にした鋼の制御圧延の場合はオーステナイトの未再結晶領域まで圧延温度を低下させ、加工オーステナイト中へのひずみの導入によりフェライト核の増大を図り、細粒フェライトを得る制御圧延法が採られている。しかしながらパーライト鋼の場合は、共析変態のためパーライトの成長速度が大きく、オーステナイト粒内変態核が有効に作用せず、実質的に細粒パーライトが得られ難いことがわかった。したがって、整粒の細粒オーステナイト鋼を得ることがパーライト細粒化に必要なことがわかった。

【0027】かかる観点から、高炭素鋼のオーステナイ

トの再結晶挙動を詳細に検討した結果、1) 低炭素鋼に比較して低い温度まで、かつ低加工度で再結晶すること、2) 加工後、完全再結晶に要する時間が非常に小さい、すなわち圧延直後に再結晶を完了すること、3) 小さな圧下でも連続的に加工を加えると、その都度再結晶を繰り返し、次の加工までの粒成長が抑制されるため、整細粒の再結晶オーステナイト粒が得られることを知見した。これらの知見をもとにその最適な加工条件範囲を見出した。以下に条件の限定理由を述べる。

【0028】仕上げ圧延温度については850～1000℃の範囲が最適で850℃未満ではオーステナイトが未再結晶状態となり、先に述べたようにパーライトの微細化に有効でない。一方、1000℃超の場合は圧延後のオーステナイト粒の成長が大きく、パーライト変態時に混粒の粗粒オーステナイトとなり、パーライトの微細化に有効でない。

【0029】圧下率については5～30%の範囲で5%未満の場合は再結晶を発現させるに有効なひずみの導入ができず、また30%超の場合は再結晶には有効であるが、レール圧延工程での全断面減少量から圧延パス回数が十分に採れなくなることおよびレール成形が困難になることから有効でない。

【0030】パス間時間については10秒以下が必要である。高温におけるオーステナイト粒は隣接粒同士の合体による結晶粒の粗大化、混粒化、いわゆる粒成長が起こる。通常のリバース圧延や圧延機間の距離が大きい場合、パス間時間は20～25秒程度となり、この間に圧延されたオーステナイト粒のひずみの回復、再結晶、さらには粒成長が起こる。本発明では圧延直後に再結晶を完了するため、先に示したようなパス間時間の間に粒成長が生じ、再結晶により細粒となった効果が減じられる。パス間時間が10秒を超えるとこのパス間での粒成長の影響が看過できなくなる程に大きくなり、圧延再結晶によるオーステナイト粒の細粒化効果が減じ、目的を達成できない。

【0031】また、先に述べたように再結晶の繰り返しによる細粒化の観点から、少なくとも2パス以上の連続圧延が必要である。

【0032】以上の圧延を完了後、続いてレール表面での冷却速度が0.5℃/s以上で800～950℃まで冷却を行う理由について述べる。先に圧延パス間のオーステナイトの粒成長は圧延後10秒を超えるとその影響を看過できなくなることを述べたが、圧延終了後のオーステナイトの粒成長も同様な挙動をとる。この時、オーステナイトの温度を低下させることで粒成長の抑制が可

能となる。したがって、レール表面での冷却速度が0.5℃/s以上で800～950℃まで冷却することで粒成長への温度の影響を回避する必要がある。なお冷却速度の上限は特に規定しないが、例えばガスを吹き付けて冷却する方法ではおよそ50℃/s位までの速度で冷却することができる。

【0033】レールはその後さらに常温まで冷却される。この冷却は放冷でもよいが、強度をさらに向上させる場合は加速冷却を行う。加速冷却は700以上の温度から500℃までの間で2～15℃/sで行うことが好ましく、以下にその限定理由について述べる。冷却開始温度は鋼のオーステナイト域、少なくとも700℃以上が必要でこれを下回る場合は有効な変態強化ができない。また、冷却速度は鋼の変態にかかわる温度範囲、すなわち700以上の温度から500℃までの間で2～15℃/sが必要で、2℃/s未満では放冷と比較して差が顕著でない変態強化しか得られない。また15℃/s超ではベイナイトあるいはマルテンサイトなどの異常組織の混入を招き、耐摩耗性や靱性を著しく阻害する。

【0034】上記のような本発明法によれば、細粒のパーライト組織を得、耐摩耗性に加え、靱性を向上させたレールを製造することができる。

【0035】

【実施例】表1に金属組織がパーライトを呈する供試鋼の化学成分を示す。表2は加熱条件と仕上げ圧延条件について本発明法および比較法を示す。表3は圧延直後の冷却条件を示す。表4は高強度化のための熱処理冷却条件を示す。表5に、表1から表4に示した鋼成分、圧延条件、圧延直後の冷却条件および高強度化のための熱処理冷却条件を組み合わせるレールを製造した場合の、本発明法および比較法のレール鋼の機械的性質を示す。本発明法では、鋼成分および冷却条件によりレールの強度は変化するが、延性値、靱性値は比較法のそれに比較して著しく高い値を示すことがわかる。

【003】

【表1】

鋼	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ti
A	0.65	0.2	0.9				
B	0.8	0.5	1	0.2	0.05		
C	0.75	0.8	0.8	0.5		0.02	0.01
D	0.8	0.25	0.9	1.2	0.2		
E	0.95	0.2	0.8				

【0037】

【表2】

符号	加熱温度 ℃	仕上げ圧延条件								
		1パス目		パス間隔 秒	2パス目		パス間隔 秒	3パス目		
		温度 ℃	圧下率 %		温度 ℃	圧下率 %		温度 ℃	圧下率 %	
本発明法	a	1250	1000	25	1	1000	5	1	1000	15
	b	1250	950	30	1	950	5	5	950	10
	c	1250	950	30	1	950	10	-	-	-
	d	1250	880	15	1	880	5	7	875	10
	e	1100	1000	25	1	1000	5	-	-	-
比較法	f	1250	950	30	1	950	2	-	-	-
	g	1250	1000	25	1	1000	5	25	980	15
	h	1250	1000	25	20	985	15	20	970	5
	i	1100	950	30	1	950	2	-	-	-

【0038】

【表3】

符号	冷却開始温度 ℃	冷却終了温度 ℃	冷却速度 ℃/s
i	1000	800	40
ii	950	800	20
iii	850	800	0.5

符号	冷却開始温度 ℃	冷却終了温度 ℃	冷却速度 ℃/s
I	800	500	4
II	800	500	6
III	720	500	10
IV	750	500	12
V	680	500	12
VI	650	500	12
VII	800	500	1

【0040】

【表5】

【0039】

【表4】

符号	鋼	圧延方法	圧延直後 冷却方法	熱処理 冷却方法	引張り強さ (MPa)	伸び (%)	$2U_{S+20}$ (J/cm ²)
本発明法	1 A	a	i	放冷	930	15	26
	2 B	b	ii	I	1215	16	33
	3 B	b	ii	III	1285	17	42
	4 D	b	ii	放冷	1100	13	28
	5 C	c	ii	II	1280	15	30
	6 B	d	iii	III	1265	17	44
	7 B	e	i	IV	1320	17	42
	8 E	e	i	III	1225	16	32
比較法	9 A	b	-	II	950	13	20
	10 C	c	-	放冷	1180	11	22
	11 A	f	-	放冷	940	12	18
	12 B	g	-	VII	1020	13	20
	13 D	h	-	放冷	1110	12	18
	14 B	i	-	V	1090	13	23
	15 E	i	-	VI	970	12	17

【0041】

【発明の効果】以上述べたように、本発明の方法により
圧延中および圧延後の再結晶細粒オーステナイト(γ)

の粒成長を抑制することで、強度と耐摩耗性に優れた高
炭素のパーライト組織を呈した鋼にさらに靱性を付与し
た高靱性レールを得ることができる。

フロントページの続き

(72)発明者 狩峰 健一

北九州市戸畑区飛幡町1-1 新日 鐵
株式会社八幡製鐵所内

Fターム(参考) 4K032 AA06 AA07 AA08 AA09 AA10

AA11 AA12 AA14 AA15 AA16

AA19 AA22 AA23 AA24 AA31

AA32 AA35 AA36 CB01 CC04

CD01 CD02 CD03 CD05